

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2005年7月7日 (07.07.2005)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2005/061747 A1

(51) 国際特許分類⁷:
38/38, 38/60, 9/06, B22D 17/22

C22C 38/00,

(74) 代理人: 吉田 和夫 (YOSHIDA,Kazuo); 〒453-0015 愛知県名古屋市中村区椿町1番3号 第一地産ビル904号 Aichi (JP).

(21) 国際出願番号:

PCT/JP2003/016304

(22) 国際出願日: 2003年12月19日 (19.12.2003)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 大同特殊鋼株式会社 (DAIDO STEEL CO.,LTD) [JP/JP]; 〒460-0003 愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号 Aichi (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 倉田 征児 (KURATA,Seiji) [JP/JP]; 〒457-8545 愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所内 Aichi (JP). 藤井 利光 (FUJII,Toshimitsu) [JP/JP]; 〒457-8545 愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所内 Aichi (JP).

(81) 指定国(国内): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(広域): ARIPO 特許 (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ヨーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI 特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイドスノート」を参照。

(54) Title: HOT WORK TOOL STEEL AND MOLD MEMBER EXCELLENT IN RESISTANCE TO MELTING

A1

(54) 発明の名称: 耐溶損性に優れた熱間工具鋼及び金型部材

WO 2005/061747

(57) Abstract: A hot work tool steel having a chemical composition in wt %: C: 0.10 to 0.35 %, Si: less than 0.80 %, Mn: 3.0 % or less, Cr: 2.0 % or more and less than 7.0 %, N: more than 0.05 % and 0.50 % or less, O: 0.0100 % or less, P: 0.050 % or less, Al: 0.050 % or less, with the proviso that 1/2W + Mo: 0.3 to 5.0 %, C + N: 0.20 to 0.60 % and C/N: 6 or less, and the balance: substantially Fe, and optionally V: 0.01 to 0.5 %. The hot work tool steel exhibits excellent resistance to melting, while retaining good toughness and good resistance to heat checking.

(57) 要約: 良好的な韌性、耐ヒートチェック性を保持しつつ耐溶損性に優れた熱間工具鋼を提供することを目的とする。熱間工具鋼の組成を、重量%でC: 0.10~0.35%, Si: <0.80%, Mn: ≤3.0%, Cr: 2.0~7.0%未満, 1/2W+Mo: 0.3~5.0%, N: 0.05超~0.50%, C+N: 0.20~0.60% (但しC/N: ≤6), O: ≤0.0100%, P: ≤0.050%, Al: ≤0.050%を満たし、残部が実質的にFeから成る組成を有するものとする。また必要に応じてV: 0.01~0.5%未満で含有した組成とする。

明細書

耐溶損性に優れた熱間工具鋼及び金型部材

5 技術分野

この発明は、Alダイカスト用の金型部材に好適な耐溶損性に優れた熱間工具鋼及び金型部材に関する。

背景技術

従来より Alダイカスト用の金型本体、中子、入子ピン及び給湯管
10 (以下これらを総称して金型部材とする) 用の材料として、JIS
SKD61、SKD6、SKD62等の熱間工具鋼が使用されて来た。

ところで Fe と Al は親和性が強く、金型部材は Al 溶湯と比較的容易に反応し、Fe-Al の金属間化合物を形成するなどして表層部が脱落する現象、いわゆる溶損を生じ易い。この溶損にはかじりや焼付
15 きに基づく脱落も含まれる。

この溶損は、特に高温の Al 溶湯と高速で接触する湯口近傍の金型の段差部や入子ピン等に生じ易い。

而してこのような溶損が大きくなると、製品に凸部欠陥が生じたり、製品の離型が困難になるなどの問題が生ずる。

20 そのため、耐 Al 溶損性に優れた金型部材用の材料が求められていた。

従来、耐 Al 溶損性を高めるために軟窒化処理等の表面処理を行い、表層を母材よりも高耐 Al 溶損性の層に改質するといったことも行われている。

25 しかしながらこのような表面処理による改質処理を施した場合であっても、表層の改質層が残存する初期の間は溶損を防止できるものの、その表層の改質層は次第に消失するため、その後は母材が溶損して上記と同様の問題を生ずる。

従って表面処理により表層の改質処理を施す場合であっても母材

自体の耐 A1 溶損性が強く求められる。

発明の開示

本発明はこのような事情を背景としてなされたもので、優れた韌性、耐ヒートチェック性を保持しつつ耐 A1 溶損性に優れた熱間工具鋼及び金型部材を提供することを目的とする。

而して請求項 1 は熱間工具鋼に関するもので、重量 % で、C : 0.10 ~ 0.35%, Si : < 0.80%, Mn : ≤ 3.0%, Cr : 2.0 ~ 7.0% 未満, 1/2W+Mo : 0.3 ~ 5.0%, N : 0.05 超 ~ 0.50%, C+N : 0.20 ~ 0.60% (但し C/N : ≤ 6), O : ≤ 0.0100%, P : ≤ 0.050%, A1 : ≤ 0.050% を満たし、残部が実質的に Fe から成る組成を有することを特徴とする。

請求項 2 のものは、請求項 1 において、重量 % で、V : 0.01 ~ 0.5% 未満を更に含有していることを特徴とする。

請求項 3 のものは、請求項 1, 2 の何れかにおいて、Ni : ≤ 2.0%, Co : ≤ 5.0% の 1 種又は 2 種を更に含有していることを特徴とする。

請求項 4 のものは、請求項 1 ~ 3 の何れかにおいて、Ti : ≤ 1.0%, Ta : ≤ 1.0%, B : ≤ 0.010%, Cu : ≤ 1.0% の 1 種又は 2 種以上を更に含有していることを特徴とする。

請求項 5 のものは、請求項 1 ~ 4 の何れかにおいて、S : ≤ 0.050%, Ca : ≤ 0.0100%, Se : ≤ 0.0100%, Te : ≤ 0.0100%, Zr : ≤ 0.0100%, Mg : ≤ 0.0100%, Y : ≤ 0.100% の 1 種又は 2 種以上を更に含有していることを特徴とする。

請求項 6 は金型部材に関するもので、請求項 1 ~ 5 の何れかの熱間工具鋼から成ることを特徴とする。

請求項 7 もまた金型部材に関するもので、請求項 1 ~ 5 の何れかの熱間工具鋼から成り、表層が表面処理により母材よりも高耐 A1 溶損性の層に改質処理されていることを特徴とする。

本発明者は、熱間工具鋼の耐 A1 溶損性について種々研究を行ったところ、N 量を増加することによって耐 A1 溶損性が向上することを見出した。

但し単に N 量を高めた場合、V 量が多いと粗大な 1 次炭窒化物が形成され、金型部材として必要な韌性、耐ヒートチェック性が低下してしまうこと、韌性、耐ヒートチェック性等の特性の低下を防ぐためには、V 量を低減すること、更に加えて C+N 量及び (C/N) 比を一定の幅に制御することが有効であることも併せて見出した。

本発明はこのような知見の下になされたものであって N 量を増加すること、V 量を低減すること、C+N 量、(C/N) 比を所定範囲内に制御することを骨子とし、かかる本発明により熱間工具鋼における韌性、耐ヒートチェック性を損なうことなく耐 Al 溶損性を高めること 10 が可能となった。

従来、熱間工具鋼においては V が必要不可欠の成分として含有されていた。

例えば JIS SKD61 の場合には、V が 0.8~1.20% 含有され、また JIS SKD62 の場合、V が 0.20~0.60% 含有され、更に JIS SKD8 の場合には、V が 1.70~2.20% 含有されている。

これらの熱間工具鋼における V の働きは、V の炭化物によって硬さや耐摩耗性を高めることにあり、また V の微細な 2 次炭化物は結晶粒のいわゆるピン止め効果によって結晶粒を微細化し、韌性の確保にも寄与している。

一方で凝固の際に生じる粗大な V の 1 次炭化物は熱間工具鋼における韌性、耐ヒートチェック性を損なうといった悪影響もある。

これに対して N を高レベルで含有させて成る本発明の熱間工具鋼においては、従来必要不可欠とされていた V の含有を無くすことが可能であり、この場合においても十分な韌性、耐ヒートチェック性 25 を確保することが可能である。

その詳細な理由については必ずしも明確ではないが、本発明の熱間工具鋼では、高含量で含有させた N が例えば Cr 等と微細な窒化物を形成し、そしてその微細な窒化物が V の微細な 2 次炭化物に置き換わって結晶粒を微細化し、韌性を確保するとともに耐ヒートチエ

ック性も高めているものと推察される。

むしろ本発明では、Vの含有を無くすることでVの粗大な1次炭化物による悪影響を排除して、韌性、耐ヒートチェック性を従前に増して高めることが可能である。

5 但しVは硬さや耐摩耗性を高める働きを有しており、従って本発明では硬さや耐摩耗性よりも寧ろ韌性や耐ヒートチェック性がより求められる場合にはVの含有を無くす一方、硬さや耐摩耗性を高めたい場合にはVを一定以下の少ない量で含有させることもでき、目的に応じて何れかを選択することが可能である。

10 但しVを含有させるにしてもその含有量を0.5%未満の少ない量としておくことが必要である。

15 このような本発明の熱間工具鋼をダイカスト用の金型部材に適用した場合、表面処理による表層改質の有無に拘らず金型部材の補修サイクルの延長が可能であり、製品の寸法精度を長期間高精度に維持することができる。

また表層改質のための表面処理を省略することも可能となり、これにより金型部材のための所要費用を低減することができる。

更に表面処理を省略可能であることから、金型を補修する度に表面処理をし直す手間を省くことが可能となり、補修の頻度を少なくできることと相俟って金型部材の補修費用の低減も達成することができる。

但し本発明においては請求項7に従って金型部材の表層を表面処理により母材よりも高耐Al溶損性の層に改質処理することもできる。

25 このような改質処理を施すことによって金型部材における耐溶損性を更に高めることができる。

ここで表層改質のための表面処理として以下のようなものを例示できる。

1. 拡散浸透法

(A) 窒化処理

塩浴窒化	浸硫窒化
ガス窒化	軟窒化
プラズマ窒化	硬窒化

5 2. コーティング法

(A) CVD法

熱CVD (TiN, TiC, TiCN, Al₂O₃ 化合物の単層もしくは多層の形成等)

10 プラズマCVD (TiN, TiAlN, TiC, TiCN, DLC 化合物の単層もしくは多層の形成等)

(B) PVD法

イオンプレーティング (TiN, TiAlN, CrN, TiC, TiCN, DLC 化合物の単層もしくは多層の形成等)

15 スパッタリング (TiN, TiAlN, CrN, Al₂O₃ 化合物の単層もしくは多層の形成等)

(C) 酸化処理 (Fe₂O₃, Fe₃O₄ 化合物の単層もしくは多層の形成等)

次に本発明における各化学成分の限定理由を以下に詳述する。

C : 0.10~0.35%

20 Cは硬さ、耐摩耗性を確保するために必要な元素であり、熱間工具鋼として十分な硬さ、耐摩耗性を確保するためには0.10%以上の添加が必要である。

但し過度に添加した場合は溶製時に粗大な共晶炭化物が生成することや、焼入時に固溶しない炭化物が増加することにより韌性や耐25ヒートチェック性の低下を招くため上限を0.35%とする。

Si : < 0.80%

Siは脱酸元素として必要な元素である。また被削性及び焼戻し軟化抵抗性を高めるためにも有効な元素である。

但し添加量が多い場合には韌性や耐ヒートチェック性が低下する

ことから 0.80% 未満とする必要がある。望ましくは 0.10 超～0.50% とする。

Mn : $\leq 3.0\%$

5 Mn は脱酸元素として、また焼入性及び硬さの確保のために必要な成分であり、望ましくは 0.02% 以上添加する。より望ましくは 0.1% 以上、更に望ましくは 0.3% 以上とする。

一方添加量が多い場合には加工性が低下することから 3.0% 以下とする。望ましくは 2.0% 以下、更に望ましくは 1.0% 以下とする。

Cr : 2.0～7.0% 未満

10 Cr は炭化物を形成して基地の強化や耐摩耗性を向上させるため、また焼入性確保のために必要な元素であり、2.0% 以上添加する。望ましくは 3.0% 以上、更に望ましくは 4.0% 以上とする。

但し過度の添加は焼入性や熱間強度の低下を招くため 7.0% 未満とする。望ましくは 6.5% 以下とする。

15 1/2W+Mo : 0.3～5.0%

炭化物を形成して基地の強化や耐摩耗性を向上させるため、また焼入性確保のために必要で、このような効果を得るためにには 0.3% 以上の添加が必要である。

但し過度の添加は韌性の低下を招くため上限を 5.0% とする。

20 尚 Mo と W は同等の効果をもたらし、W は Mo の約 2 倍の原子量であることから本発明では Mo 当量で規定する。添加方法は単独でも複合でも良い。

N : 0.05 超～0.50%

25 耐 Al 溶損性及び硬さを高めるために必要な元素である。この耐 Al 溶損性の向上には微細な窒化物、炭窒化物の生成が影響している可能性がある。

その効果を得るためにには 0.05% を超える添加が必要である。

但し過度に添加すると粗大な共晶炭窒化物量が増加して韌性、耐ヒートチェック性が低下すること、及び合金組成により添加可能な

限界量が存在するため上限を 0.50% とする。

C+N : 0.20 ~ 0.60%

共晶炭窒化物の生成を抑えて韌性を向上させるために C+N 量を 0.60% 以下に抑えることが必要である。

5 但し C+N 量が低過ぎると硬さが低下するため、下限を 0.20% とする。望ましくは 0.30 ~ 0.45% とする。

C/N : ≤ 6

10 耐 Al 溶損性を向上させるためには N を添加しつつ C を低減することが有効であること、即ち C/N を 6 以下に制御することにより、耐 Al 溶損性が大幅に向上することを見出した。その理由として微細な窒化物、炭窒化物量が増加していることが可能性として考えられる。

O : $\leq 0.0100\%$

15 O は韌性や耐ヒートチェック性を低下させるため低減することが好ましい元素であるが、不可避的に含有されて来る元素であり、本発明では 0.0100% 以下に規制する。望ましくは 0.0030% 以下とする。

P : $\leq 0.050\%$

20 P は韌性や耐ヒートチェック性を低下させるため低減することが好ましい元素であるが、不可避的に含有されて来る元素であり、本発明では 0.050% 以下とする。0.015% 以下に低減することが望ましい。

Al : $\leq 0.050\%$

Al は強脱酸材として有効な元素であり、また結晶粒粗大化防止や窒化性向上のために有効であり、望ましくは 0.001% 以上添加する。

25 但し過度に添加すると材料の清浄度が低下したり被削性が低下するため 0.050% 以下に限定する。

V : 0.01 ~ 0.5% 未満

V は炭化物を形成し、基地の強化や耐摩耗性を向上させるために有効であり、また微細な炭化物の形成により結晶粒の微細化、ひいては韌性の向上にも有効であるため、必要に応じて 0.01% 以上添加

することができる。

但し過度に添加すると溶製時に粗大な共晶炭化物、炭窒化物が生成すること、及び焼入時に固溶せずに残留する炭化物、炭窒化物量が増加することによって韌性、耐ヒートチェック性の低下を招くため、添加量を 0.5% 未満とする。望ましくは 0.4% 以下、更に望ましくは 0.3% 以下とする。

Ni : $\leq 2.0\%$

Ni は焼入性の向上、基地の強化に有効であり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は 0.01% 以上であり、より望ましくは 0.03% 以上、更に望ましくは 0.05% 以上とする。

但し過度に添加すると加工性が低下するため上限を 2.0% とする必要がある。望ましくは 1.5% 以下、更に望ましくは 1.0% 以下とする。

Co : $\leq 5.0\%$

Co は基地の強化、耐摩耗性向上に有効であり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は 0.01% 以上であり、より望ましくは 0.03% 以上、更に望ましくは 0.05% 以上とする。

但し過度に添加すると加工性が低下するため上限を 5.0% とする必要がある。望ましくは 4.0% 以下、更に望ましくは 3.0% 以下とする。

Ti : $\leq 1.0\%$

Ti は炭窒化物を形成して焼入れ時の結晶粒粗大化を防止する効果があり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は 0.01% 以上であり、より望ましくは 0.03% 以上、更に望ましくは 0.05% 以上とする。

但し過度に添加すると粗大な炭窒化物が生成し、韌性や耐ヒートチェック性を低下させるため上限を 1.0% とする必要がある。望ましくは 0.7% 以下、更に望ましくは 0.5% 以下とする。

Ta : $\leq 1.0\%$

Taは炭窒化物を形成して焼入れ時の結晶粒粗大化を防止する効果があり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は0.01%以上であり、より望ましくは0.03%以上、更に望ましくは0.05%以上とする。

5 但し過度に添加すると粗大な炭窒化物が生成し、韌性や耐ヒートチェック性を低下させるため上限を1.0%とする必要がある。望ましくは0.7%以下、更に望ましくは0.5%以下とする。

B : $\leq 0.010\%$

10 Bは焼入性を向上させるのに有効な元素であり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は0.0001%以上であり、より望ましくは0.0003%以上、更に望ましくは0.0005%以上とする。

但し過度に添加すると熱間加工性や韌性が低下するので上限を0.010%とする必要がある。望ましくは0.007%以下、更に望ましくは0.005%以下とする。

15 Cu : $\leq 1.0\%$

Cuは基地の強化に有効であり、必要に応じて添加することができる。その際の望ましい量は0.01%以上であり、より望ましくは0.03%以上、更に望ましくは0.05%以上とする。

20 但し過度に添加すると韌性が低下するため上限を1.0%とする必要がある。望ましくは0.7%以下、更に望ましくは0.5%以下とする。

S : $\leq 0.050\%$

Sは不可避的に含有される元素であるが、被削性向上に有効であり必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性が低下するため上限を0.050%とする。

25 Ca : $\leq 0.0100\%$

Caは被削性向上に有効な元素であり、必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性が低下するため上限を0.0100%とする。

Se : $\leq 0.0100\%$

Se は被削性向上に有効な元素であり、必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性が低下するため上限を 0.0100% とする。

Te : $\leq 0.0100\%$

5 Te は被削性向上に有効な元素であり、必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性、熱間加工性が低下するため上限を 0.0100% とする。

Zr : $\leq 0.0100\%$

10 Zr は被削性向上に有効な元素であり、必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性が低下するため上限を 0.0100% とする。

Mg : $\leq 0.0100\%$

Mg は溶製時に脱酸、脱硫元素として作用する。また高温での強度、延性向上にも効果がある。

15 必要に応じて添加することができるが、過度に添加すると熱間加工性が低下するため上限を 0.0100% とする。

Y : $\leq 0.100\%$

20 Y は金型表面に酸化被膜を形成し、耐摩耗性、耐焼付き性、耐ヒートチェック性を改善する効果があり、必要に応じて添加することができる。但し過度に添加すると韌性が低下するので上限を 0.100% とする。

発明を実施するための最良の態様

次に本発明の実施例を以下に詳述する。

<実施例 1>

25 表 1 に示す組成の鋼 50kg を鋼塊中の窒素濃度を高めるため、溶解、鋳込みの装置全体が 10 気圧まで加圧可能な加圧溶解炉で溶解し、鋳造した。但し表 1 中の従来鋼については 50kg を真空溶解炉で溶解し、鋳造した。

化学成分表 1

	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	1/2W+Mo	V	0	N	C/N	Cu	Ni	Co	Al	P	S	Fe	その他
1	0.25	0.12	0.63	5.21	2.03	-	2.03	0.05	0.0012	0.152	0.402	1.64	-	-	-	0.026	0.013	0.007	Bal.
2	0.22	0.14	0.81	5.64	1.52	-	1.52	0.03	0.0025	0.202	0.422	1.09	-	-	-	0.016	0.012	0.015	"
3	0.31	0.17	0.62	5.43	2.98	-	2.98	-	0.0018	0.283	0.593	1.10	-	-	-	0.021	0.014	0.006	"
4	0.14	0.24	0.78	4.97	2.03	-	2.03	0.09	0.0022	0.221	0.361	0.63	-	-	-	0.034	0.009	0.008	"
5	0.22	0.05	0.63	5.52	3.04	-	3.04	-	0.0017	0.157	0.377	1.40	-	-	-	0.028	0.015	0.007	"
6	0.34	0.16	0.58	3.04	2.47	-	2.47	0.12	0.0014	0.183	0.523	1.86	-	-	-	0.008	0.049	0.006	"
7	0.11	0.08	0.75	5.89	1.97	-	1.97	0.09	0.0006	0.098	0.208	1.12	-	0.84	-	0.014	0.011	0.006	"
8	0.17	0.26	0.59	6.03	1.24	-	1.24	0.11	0.001	0.173	0.343	0.98	-	-	-	0.048	0.013	0.007	Ca: 0.0051%
9	0.23	0.28	0.84	6.54	0.38	-	0.38	0.25	0.0021	0.185	0.415	1.24	-	1.24	-	0.034	0.014	0.003	"
10	0.20	0.14	0.71	5.31	2.82	-	2.82	0.31	0.0013	0.171	0.371	1.17	-	-	-	0.022	0.015	0.004	"
11	0.28	0.32	0.69	4.58	2.23	-	2.23	0.48	0.0017	0.237	0.517	1.18	0.62	-	-	0.018	0.012	0.007	"
12	0.11	0.05	2.53	3.52	4.98	-	4.98	0.39	0.0013	0.487	0.597	0.23	-	-	-	0.004	0.003	0.001	"
13	0.34	0.78	1.25	5.34	2.91	-	2.91	-	0.0009	0.058	0.398	5.86	-	0.74	-	0.028	0.019	0.009	"
14	0.21	0.08	2.91	6.76	2.35	-	2.35	0.07	0.0093	0.313	0.523	0.67	-	-	-	0.019	0.015	0.012	"
15	0.11	0.07	0.58	6.52	0.85	4.81	3.26	0.46	0.0014	0.187	0.297	0.59	-	-	1.24	0.031	0.014	0.044	"
16	0.34	0.34	0.61	6.13	0.33	-	0.33	0.38	0.0013	0.224	0.564	1.52	-	-	2.97	0.018	0.013	0.021	"
17	0.28	0.29	0.92	5.46	3.48	0.62	3.79	0.18	0.0017	0.312	0.592	0.90	-	-	-	0.004	0.01	0.048	"
18	0.21	0.15	0.73	5.53	2.08	1.52	2.84	0.23	0.0016	0.291	0.501	0.72	-	-	-	0.023	0.015	0.025	"
19	0.33	0.24	0.58	6.92	1.98	-	1.98	0.14	0.0023	0.143	0.473	2.31	-	-	4.98	0.021	0.012	0.043	"
20	0.26	0.19	0.61	6.24	2.76	-	2.76	0.35	0.0014	0.162	0.422	1.60	-	-	-	0.033	0.013	0.008	"
21	0.15	0.15	0.63	5.52	3.04	-	3.04	1.03	0.0017	0.007	0.417	3.57	-	-	-	0.028	0.015	0.007	"
22	0.16	0.16	0.59	5.45	2.98	-	2.98	1.01	0.016	0.185	0.605	2.27	-	-	-	0.019	0.014	0.005	"
23	0.32	0.14	0.67	5.57	2.97	-	2.97	0.98	0.018	0.183	0.503	1.75	-	-	-	0.025	0.013	0.007	"
24	0.07	0.17	0.71	5.48	3.01	-	3.01	0.97	0.012	0.181	0.188	0.39	-	-	-	0.027	0.016	0.008	"
25	0.45	0.16	0.64	5.51	2.98	-	2.98	0.31	0.019	0.182	0.632	2.47	-	-	-	0.016	0.014	0.006	"
26	0.29	0.26	0.68	5.56	3.03	-	3.03	0.27	0.021	0.178	0.468	1.63	-	-	-	0.018	0.013	0.005	"
27	0.38	0.02	0.42	5.12	1.23	-	1.23	1.06	0.0015	0.009	0.389	2.22	-	-	-	0.019	0.015	0.007	"
28	0.38	0.85	0.41	4.96	1.21	1.36	1.89	0.44	0.0018	0.006	0.385	7.60	-	-	-	0.022	0.011	0.006	"
29	0.40	0.42	0.49	4.35	0.41	4.24	2.53	2.03	0.0012	0.007	0.407	5.14	-	-	-	4.03	0.024	0.016	0.007

実施例

比較

従来鋼

続いて $1230^{\circ}\text{C} \times 10\text{ hr}$ の条件でソーキングを行い、その後 60mm 角材に鍛造し、 $870^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr} \rightarrow$ 徐冷の条件で焼鈍しを行い、Al 溶損試

験片，硬さ試験片，シャルピー試験片，ヒートチェック試験片，高温大越式摩耗試験片の各試験片を荒加工した。

その後、以下の表2に示す条件で焼入焼戻し（但し硬さ試験片については後述の（B）の条件で焼入焼戻し）を行い、続いてAl溶損試験片、硬さ試験片、シャルピー試験片、ヒートチェック試験片、高温大越式摩耗試験片の各試験片を精加工した。

ここでAl溶損試験片は $\phi 10\text{mm} \times 60\text{mmL}$ とし、硬さ試験片は $10\text{mm角} \times 10\text{mm}$ 、またシャルピー試験片はJIS 3号試験片、ヒートチェック試験片は $\phi 15\text{mm} \times 5\text{mm}$ とし、高温大越式摩耗試験片は $10\text{mm} \times 17\text{mm} \times 30\text{mm}$ とした。

表2

鋼種系	焼入れ	焼戻し	硬さ
SKD61(No. 27), SKD62(No. 28)	1030°C × 30分 → 油冷	620～630°C × 1h → 空冷, 2回	HRC45
No. 1～14, 20～26鋼	1030°C × 30分 → 油冷	600～670°C × 1h → 空冷, 2回	HRC45
SKD8(No. 29)	1175°C × 30分 → 油冷	670°C × 1h → 空冷, 2回	HRC45
No. 15～19鋼	1175°C × 30分 → 油冷	660～680°C × 1h → 空冷, 2回	HRC45

そして各試験片について以下の試験条件でAl溶損試験、硬さ試験、シャルピー試験、ヒートチェック試験を実施した。

その結果が表3に示してある。

15 (A) Al溶損試験

Al溶湯中に試験片の30mmを浸漬し、試験片中心が直径30mmの円を描くように回転させてAlによる溶損状況を調査した。

- Al合金 : B390 (Al-17Si-4.5Cu)
- 溶湯温度 : 750°C
- 回転数 : 200rpm
- 浸漬時間 : 30分

試験後の試験片を飽和NaOH水溶液に浸漬して付着したAl合金を除去し、重量を測定して耐溶損性を下式による溶損率で評価した。

$$\text{溶損率 (\%)} = (\text{試験前重量} - \text{試験後重量}) \div (\text{試験前の } \phi 10\text{mm})$$

×30mmL部の重量) ×100

(B) 焼入焼戻し硬さ

ソルト炉にて下記の条件で熱処理を実施後、ロックウェル硬さを測定した。

- 5 • 焼入れ : 1030°C ×30分, 油冷
- 焼戻し : 650°C ×1時間, 空冷×2回

(C) シャルピー試験

鋼材の幅方向から試験片を採取(T方向)し、JIS Z 2242に従いシャルピー衝撃値を評価した。

10 (D) ヒートチェック試験

高周波加熱、水冷式のヒートチェック試験機を用いて評価した。具体的には表層部の700°C加熱⇒水冷を1000回繰り返した後、試料表面に発生するクラックの深さ、本数を測定し、クラック平均長さで耐ヒートチェック性を評価した。

15 (E) 高温大越式摩耗試験

700°Cでの大越式摩耗試験の結果をもとに、従来鋼No.27の耐摩耗性を100として、他の鋼種の耐摩耗性を指數で表示した。

表3

	No.	溶損率 (%)	650°C焼戻し 硬さ(HRC)	シャルピー衝撃値 (J/cm ²)	平均クラック長さ (μm)	耐摩耗性	備考
実 施 例	1	18	42.3	46	17	105	
	2	15	41.7	44	16	107	
	3	12	43.4	48	19	102	
	4	19	40.7	42	17	103	
	5	16	41.9	47	13	102	
	6	17	43.7	31	19	108	
	7	19	40.3	47	16	103	
	8	18	41.2	43	12	104	
	9	19	42.4	46	18	102	
	10	17	41.5	42	11	106	
	11	16	43.8	34	13	114	
	12	12	43.2	37	17	108	
	13	19	41.3	48	14	103	
	14	13	43.6	43	18	103	
	15	14	40.9	36	16	116	
	16	12	43.8	35	17	113	
	17	13	44.3	37	19	102	
	18	17	43.5	41	17	110	
	19	12	42.4	32	18	107	
	20	16	42.1	34	17	112	
比較 鋼	21	32	44.2	36	11	122	
	22	18	44.8	17	14	128	
	23	28	44.1	33	16	121	
	24	37	41.3	46	22	117	
	25	17	43.9	25	23	104	
	26	22	43.7	12	39	102	
従 来 鋼	27	57	43.3	28	25	100	JIS SKD61
	28	38	45.1	36	42	108	JIS SKD62
	29	41	46.7	26	32	124	JIS SKD8

表3の結果に見られるように、No. 27, 28, 29の従来鋼の場合、何れも耐溶損性（溶損率）が悪く、また韌性（シャルピー衝撃値）、耐ヒートチェック性（平均クラック長さ）の何れも不十分な値である。

また一方、比較鋼においても No. 21, 23, 24 は耐溶損性（溶損率）が悪く、No. 22, 25, 26 は韌性（シャルピー衝撃値）が低く、No. 24, 25, 26 は耐ヒートチェック性（平均クラック長さ）が不十分であるのに対し、実施例の場合耐溶損性、硬さ、韌性、耐ヒートチェック性、耐摩耗性の何れも良好な特性が得られている。中でもとりわけ N 量が多い No. 3, 12, 14, 17 は耐溶損性が特に優れている。

また V 無添加の No. 3, 5, 13 については高い韌性（シャルピー衝撃値）が得られている。

<実施例 2 >

表 4 に示す組成の鋼（実施例及び従来鋼）について、実施例 1 と同様な加圧溶解炉（実施例）と真空誘導炉（従来鋼）にて 50kg のインゴットを溶製し、Φ 20mm の丸材に鍛造し、その後 870°C で焼鈍し処理を実施した。

表4 化学成分

区分	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Al	0	N	C+N	C/N	備考
従来鋼	0.38	0.94	0.56	0.007	0.003	5.43	1.23	0.81	0.009	0.0016	0.016	0.396	23.75	SKD61
実施例	0.26	0.15	0.62	0.009	0.002	5.51	2.03	0.05	0.008	0.0013	0.157	0.417	1.66	—

続いて実施例、従来鋼とともに 200mm の長さに 3 本ずつ切断後、旋削により $\phi 15\text{mm} \times 200\text{mm}$ に荒加工し、続いて $1030^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ の条件で焼入れ後、 $580 \sim 590^\circ\text{C} \times 8\text{hr}$ の条件で焼戻しを 2 回行い、硬さを 5 HRC38, 45, 52 にそれぞれ調整した。

そしてそれらを鋳抜ピン形状に仕上加工し、続いて表層改質のための表面処理を実施した。

ここで表面処理は、実施例、従来鋼とともに HRC38 の素材については $525^{\circ}\text{C} \times 2.5\text{ hr}$ の条件でガス軟窒化処理を行い、また HRC52 の素材については PVD 処理によって CrN 被膜を形成した。

尚 HRC45 の素材については表面処理不実施とした。

5 A1 ダイカスト金型（シリンダー ヘッド型）に上記鋳抜ピンを組み込んで鋳造試験を行った。その際表面処理無しの鋳抜ピンについては 5000 ショット、表面処理を実施した鋳抜ピンについては 20000 ショットまで使用した。

そして鋳造前の鋳抜ピン重量及び鋳造後の鋳抜ピン重量を測定し
10 た。

このとき鋳造後の鋳抜ピンは飽和 NaOH 水溶液に浸漬し、付着した A1 合金を除去してから重量を測定した。

そして（試験前重量） - （試験後重量）により溶損による減量を求め、溶損性の評価を行った。

15 結果が表 5 に示してある。

表 5

区分	溶損減量		
	表面処理無し	ガス軟窒化処理	PVD 処理
従来鋼	3.6 g	2.73 g	0.07 g
実施例	1.7 g	0.64 g	0.03 g

表 5 の結果から、実施例において、表層改質のための表面処理を実施することによって溶損減量を更に効果的に低減せしめ得ることが分る。

20 以上本発明の実施例を詳述したがこれはあくまで一例示であり、本発明はその趣旨を逸脱しない範囲において種々変更を加えた態様で実施可能である。

請求の範囲

1. 重量 % で、

C : 0.10 ~ 0.35 %

Si : < 0.80 %

Mn : \leq 3.0 %

Cr : 2.0 ~ 7.0 % 未満

1/2W+Mo : 0.3 ~ 5.0 %

N : 0.05 超 ~ 0.50 %

C+N : 0.20 ~ 0.60 % (但し C/N : \leq 6)

O : \leq 0.0100 %

P : \leq 0.050 %

Al : \leq 0.050 %

を満たし、残部が実質的に Fe から成る組成を有することを特徴とする耐溶損性に優れた熱間工具鋼。

15 2. 請求の範囲第1項において、重量 % で、

V : 0.01 ~ 0.5 % 未満

を更に含有していることを特徴とする耐溶損性に優れた熱間工具鋼。

3. 請求の範囲第1, 2項の何れかにおいて、

20 Ni : \leq 2.0 %

Co : \leq 5.0 %

の1種又は2種を更に含有していることを特徴とする耐溶損性に優れた熱間工具鋼。

4. 請求の範囲第1 ~ 3項の何れかにおいて、

25 Ti : \leq 1.0 %

Ta : \leq 1.0 %

B : \leq 0.010 %

Cu : \leq 1.0 %

の1種又は2種以上を更に含有していることを特徴とする耐溶損

性に優れた熱間工具鋼

5. 請求の範囲第1～4項の何れかにおいて、

S : $\leq 0.050\%$

Ca : $\leq 0.0100\%$

5 Se : $\leq 0.0100\%$

Te : $\leq 0.0100\%$

Zr : $\leq 0.0100\%$

Mg : $\leq 0.0100\%$

Y : $\leq 0.100\%$

10 の1種又は2種以上を更に含有していることを特徴とする耐溶損性に優れた熱間工具鋼。

6. 請求の範囲第1～5項の何れかの熱間工具鋼から成ることを特徴とする耐溶損性に優れた金型部材。

15 7. 請求の範囲第1～5項の何れかの熱間工具鋼から成り、表層が表面処理により母材よりも高耐Al溶損性の層に改質処理されていることを特徴とする耐溶損性に優れた金型部材。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/16304

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/38, C22C38/60, B22C9/06, B22D17/22

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/38, C22C38/60, B22C9/06, B22D17/22

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 56-54379 B2 (Hitachi Metals, Ltd.), 25 December, 1981 (25.12.81), Full text (Family: none)	1-3, 6
Y	JP 8-164465 A (Daido Steel Co., Ltd.), 25 June, 1996 (25.06.96), Full text (Family: none)	4, 5
Y	JP 2002-121643 A (Hitachi Metals, Ltd.), 26 April, 2002 (26.04.02), Full text (Family: none)	7

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
23 March, 2004 (23.03.04)

Date of mailing of the international search report
13 April, 2004 (13.04.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/16304

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E, A	JP 2004-19001 A (Daido Steel Co., Ltd.), 22 January, 2004 (22.01.04), Full text (Family: none)	1-7
A	JP 2003-226939 A (Nippon Koshuha Kogyo Kabushiki Kaisha), 15 August, 2003 (15.08.03), Full text & CN 1436874 A	1-7
A	US 4729872 A (HITACHI METALS, LTD.), 03 August, 1988 (03.08.88), Full text & JP 7-65141 B2	1-7
A	JP 2003-154437 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 27 May, 2003 (27.05.03), Full text (Family: none)	1-7
A	JP 2001-181782 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 03 July, 2001 (03.07.01), Full text (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類(国際特許分類(IPC))

Int. C1⁷ C22C 38/00, C22C 38/38, C22C 38/60,
B22C 9/06, B22D 17/22

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料(国際特許分類(IPC))

Int. C1⁷ C22C 38/00, C22C 38/38, C22C 38/60,
B22C 9/06, B22D 17/22

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
日本国公開実用新案公報 1971-2004年
日本国登録実用新案公報 1994-2004年
日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース(データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	J P 56-54379 B2 (日立金属株式会社) 1981.12.25, 全文 (ファミリーなし)	1-3, 6
Y	J P 8-164465 A (大同特殊鋼株式会社) 1996.06.25, 全文 (ファミリーなし)	4, 5
Y	J P 2002-121643 (日立金属株式会社) 2002.04.26, 全文 (ファミリーなし)	7

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

- 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献(理由を付す)
- 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

23.03.2004

国際調査報告の発送日

13.4.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官(権限のある職員)

鈴木 賀

4K 3237

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		関連する 請求の範囲の番号
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	
EA	JP 2004-19001 A (大同特殊鋼株式会社) 2004. 01. 22, 全文 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2003-226939 A (日本高周波鋼業株式会社) 2003. 08. 15, 全文 & CN 1436874 A	1-7
A	US 4729872 A (HITACHI METALS, LTD.) 1988. 08. 03, 全文 & JP 7-65141 B2	1-7
A	JP 2003-154437 A (住友金属工業株式会社) 2003. 05. 27, 全文 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2001-181782 A (山陽特殊鋼株式会社) 2001. 07. 03, 全文 (ファミリーなし)	1-7